

NON-HEAT TREATED STEEL FOR HOT FORGING

Patent number: JP4141546
Publication date: 1992-05-15
Inventor: IWAMA NAOKI; NOMURA KAZUE
Applicant: AICHI STEEL WORKS LTD
Classification:
- international: C22C38/00; C22C38/58
- european:
Application number: JP19900262586 19900928
Priority number(s): JP19900262586 19900928

[View INPADOC patent family](#)

[Report a data error here](#)

Abstract of JP4141546

PURPOSE: To obtain a non-heat treated steel free from the change of performance caused by the dimension of parts and forging conditions and showing performance above that of a heat treated carbon steel by specifying the compsn. constituted of C, Si, Mn, Ni, Cr, Mo, Al, V, N and Fe.
CONSTITUTION: This is a non-heat treated steel for hot forging contg., by weight, 0.10 to 0.30% C, 0.05 to 0.50% Si, 0.80 to 2.00% Mn, 0.10 to 1.00% Ni, 0.30 to 1.50% Cr, 0.05 to 0.50% Mo, 0.010 to 0.060% Al, 0.05 to 0.50% V and 0.008 to 0.020% N, moreover satisfying $\text{Mo}(\%) + \text{V}(\%) \geq 0.20(\%)$, $1.8\text{Mn}(\%) + \text{Cr}(\%) + 0.5\text{Mo}(\%) \leq 20\text{C}(\%)$ and $\text{Bs} \geq 550(\text{ deg.C})$ [$\text{Bs} = 830 - 270\text{C}(\%) - 90\text{Mn}(\%) - 37\text{Ni}(\%) - 70\text{Cr}(\%) - 83\text{Mo}(\%)$] and the balance Fe with impurity elements. If required, one or two kinds of 0.01 to 0.20% Ti and 0.01 to 0.30% Nb and/or one or \geq two kinds among 0.04 to 0.12% S, 0.05 to 0.30% Pb and 0.005 to 0.01% Ca can be incorporated in to the above compsn. In this way, the steel in which excellent strength, toughness and fatigue strength can be secured by natural air cooling after hot forging, and also small in the change of performance and suitable for automobile undercarriages, the hydraulic parts of construction equipment or the like particularly requiring high toughness, can be obtd.

Data supplied from the *esp@cenet* database - Worldwide

⑫ 公開特許公報(A) 平4-141546

⑤ Int. Cl.⁵

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 平成4年(1992)5月15日

C 22 C 38/00
38/58

3 0 1 A

7047-4K

審査請求 未請求 請求項の数 4 (全8頁)

⑭ 発明の名称 熱間鍛造用非調質鋼

⑮ 特 願 平2-262586

⑯ 出 願 平2(1990)9月28日

⑰ 発 明 者 岩 間 直 樹 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地 愛知製鋼株式会社内

⑱ 発 明 者 野 村 一 衛 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地 愛知製鋼株式会社内

⑲ 出 願 人 愛知製鋼株式会社 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地

明 細 書

1. 発明の名称

熱間鍛造用非調質鋼

2. 特許請求の範囲

1. 重量比にしてC:0.10~0.30%、Si:0.05~0.50%、Mn:0.80~2.00%、Ni:0.10~1.00%、Cr:0.30~1.50%、Mo:0.05~0.50%、Al:0.010~0.060%、V:0.05~0.50%、N:0.008~0.020%を含有し、かつ $Mo(X)+V(X) \geq 0.20(X)$ 、 $1.8Mn(X)+Cr(X)+0.5Mo(X) \leq 20C(X)$ 、 $B_s \geq 550(^{\circ}C)$ ($B_s = 830-270C(X)-90Mn(X)-37Ni(X)-70Cr(X)-83Mo(X)$)であり、残部Feならびに不純物元素からなることを特徴とする熱間鍛造用非調質鋼。

2. 重量比にしてC:0.10~0.30%、Si:0.05~0.50%、Mn:0.80~2.00%、Ni:0.10~1.00%、Cr:0.30~1.50%、Mo:0.05~0.50%、Al:0.010~0.060%、V:0.05~0.50%、N:0.008~0.020%を含有し、さらにTi:0.01~0.20%、Nb:0.01~0.30%のうち1種または2種を含有し、かつ $Mo(X)+V(X) \geq 0.20(X)$ 、 $1.8Mn(X)+Cr(X)+0.5Mo(X) \leq$

$20C(X)$ 、 $B_s \geq 550(^{\circ}C)$ ($B_s = 830-270C(X)-90Mn(X)-37Ni(X)-70Cr(X)-83Mo(X)$)であり、残部Feならびに不純物元素からなることを特徴とする熱間鍛造用非調質鋼。

3. 重量比にしてC:0.10~0.30%、Si:0.05~0.50%、Mn:0.80~2.00%、Ni:0.10~1.00%、Cr:0.30~1.50%、Mo:0.05~0.50%、Al:0.010~0.060%、V:0.05~0.50%、N:0.008~0.020%を含有し、さらにS:0.04~0.12%、Pb:0.05~0.30%、Ca:0.0005~0.01%のうち1種または2種以上を含有し、かつ $Mo(X)+V(X) \geq 0.20(X)$ 、 $1.8Mn(X)+Cr(X)+0.5Mo(X) \leq 20C(X)$ 、 $B_s \geq 550(^{\circ}C)$ ($B_s = 830-270C(X)-90Mn(X)-37Ni(X)-70Cr(X)-83Mo(X)$)であり、残部Feならびに不純物元素からなることを特徴とする熱間鍛造用非調質鋼。

4. 重量比にしてC:0.10~0.30%、Si:0.05~0.50%、Mn:0.80~2.00%、Ni:0.10~1.00%、Cr:0.30~1.50%、Mo:0.05~0.50%、Al:0.010~0.060%、V:0.05~0.50%、N:0.008~0.020%を含有し、さらにTi:0.01~0.20%、Nb:0.01~

0.30% のうち1種または2種と、S:0.04~0.12%、Pb:0.05~0.30%、Ca:0.0005~0.01% のうち1種または2種以上を含有し、かつ $Mo(X)+V(X) \geq 0.20(X)$ 、 $1.8Mn(X)+Cr(X)+0.5Mo(X) \leq 20C(X)$ 、 $B_s \geq 550(^{\circ}C)$ ($B_s = 830-270C(X)-90Mn(X)-37Ni(X)-70Cr(X)-83Mo(X)$) であり、残部Feならびに不純物元素からなることを特徴とする熱間鍛造用非調質鋼。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は熱間鍛造後の熱処理を必要とせず、自然空冷によって優れた強度、靱性、疲労強度を確保でき、かつ部品寸法および鍛造条件が変化しても性能の変化が少なく、特に高靱性を必要とする自動車の足廻り部品や建設機械の油圧部品等に用いられる鋼として有用な熱間鍛造用非調質鋼に関する。

(従来技術)

従来、ステアリングナックル、アッパーアーム等の自動車の足廻り部品やロッドエンド等の建設

機械の油圧部品には高強度、高靱性が要求され、機械構造用炭素鋼であるS43C、S45C、S48Cなどを用い、熱間鍛造により成形後、焼入焼もどし等の熱処理(以下調質と記す)を施し、必要な性能を確保していた。

しかし、これらの熱処理は多大のエネルギーを必要とするため、省エネルギーの社会的要請に応えるために、熱間鍛造のまま使用可能な非調質鋼の開発が近年盛んに行われている。例えばCを0.20~0.50%程度含有する中炭素鋼に0.03~0.20%のVを添加した非調質鋼が提案されている。この非調質鋼は熱間鍛造後の冷却過程で析出するVの炭窒化合物がフェライト生地を強化するものである。

(発明が解決しようとする問題点)

しかしながら、従来から提案されている非調質鋼は粗大なフェライト・パーライト組織を有するものであり、靱性は中炭素鋼の調質材に比べて低いという欠点を有する。また、優れた特性の得られる鍛造条件(加熱温度、鍛造温度、冷却速度等

)の範囲が狭いため、新製品製造の立上げ時には最適製造条件を得るためのテストが必要である。さらに、立上げ後も安定して優れた性能を確保するためには、鍛造条件を厳しく管理する必要がある。

最近ではこれらの問題点を解決するために、低Cベイナイト型非調質鋼の開発が進められつつある。しかし、この低Cベイナイト鋼は靱性には優れているものの、降伏比、耐久比の点で劣る。このため、降伏点、疲労強度を要求水準に上げるためには、より高い強度にあげなくてはならず、その結果鍛造性、切削性等が悪くなり、適用の妨げとなっているのが現状である。また、中炭素鋼の調質材においても、大形の部品、例えば部品の断面積が $10^4 mm^2$ 以上のものについては中心部まで十分焼きが入らず、高強度、高靱性を付与させることは困難であった。

本発明は従来の調質炭素鋼および非調質鋼の前記のごとき問題点を考慮してなされたもので、部品寸法および鍛造条件によって強度、靱性等の性

能が変化せず、新製品のスムーズな立上げを可能とし、かつあらゆる性能において調質炭素鋼以上の性能を示す熱間鍛造用非調質鋼を提供することを目的とする。

(問題を解決するための手段)

本発明者は前記目的の下に、熱間鍛造用非調質鋼、中でも特にベイナイト型のものについて鋭意研究を重ねた結果、以下の知見をなし本発明を得た。

すなわち、ベイナイト鋼の降伏比および耐久比が低い原因は、ベイナイト鋼のミクロ組織中に存在する高炭素島状マルテンサイトおよび残留オーステナイト(以下M-Aと記す)と、変態温度が低いために生じる変態歪によるものであることを発見した。そこでミクロ組織中のM-A量と変態歪を低減するための方法を検討した結果、C量と合金元素量の関係を適当な範囲に規制し、さらにトータル化学成分の調整によってベイナイト変態温度の下限を550℃に規制することにより、M-A量、変態歪の生成を少なく抑えることができ、

降伏比および耐久比が向上することを見出したものである。

またMo、Vの複合添加によりベイナイトラスが微細化し、さらにNiを添加すると微細化効果がより顕著になり、著しく靱性が向上すること、特にNiは変態温度低下への影響が小さいため、変態歪の生成による性能悪化を最小限に抑えつつ前記効果のある元素であることを見出したものである。

以上記載した考えのもとに設計した鋼が、鍛造条件の変化によって性能が殆ど変わらず優れた特性を示すことを実験により確認し、本発明の完成に到ったものである。

すなわち、本発明の第1発明は重量比にしてC: 0.10~0.30%、Si: 0.05~0.50%、Mn: 0.80~2.00%、Ni: 0.10~1.00%、Cr: 0.30~1.50%、Mo: 0.05~0.50%、Al: 0.010~0.060%、V: 0.05~0.50%、N: 0.008~0.020%を含有し、かつ $Mo(X) + V(X) \geq 0.20(X)$ 、 $1.8Mn(X) + Cr(X) + 0.5Mo(X) \leq 20C(X)$ 、 $B_s \geq 550(^\circ C)$ ($B_s = 830 - 270C(X) - 90Mn(X) - 37Ni(X) - 70Cr(X) - 83Mo(X)$)であり、残部Feなら

0.50%とした。

Mn: 0.80~2.00%

Mnは焼入性を向上させて組織をベイナイト化するのに必要な元素である。Mnの含有が0.80%未満であると焼入性が不足し、ベイナイトの生成量が少なくなり、強度および靱性が不足するので下限を0.80%とした。しかし2.00%を超えて含有させると、焼入性が向上し過ぎるとともにM-Aの生成を促進し、降伏比および耐久比が低下するので上限を2.00%とした。

Ni: 0.10~1.00%

NiはMo、Vとともに添加された場合には、Mo、Vの複合添加によるベイナイトラス微細化効果をより顕著にし、靱性の向上に効果のある元素である。また、Mo、Vに比べ単位重量当たりのベイナイト変態温度の低下が小さいため、変態歪の生成による降伏比、耐久比低下への影響が少ないという利点を有する。前記効果を得るためには、0.10%以上の含有が必要である。しかし、1.00%を超えて含有させると、前記効果が飽和するとともに

びに不純物元素からなることを特徴とする熱間鍛造用非調質鋼であり、第2発明は、第1発明鋼に比べさらに結晶粒を微細化し靱性を向上させるため、Ti: 0.01~0.20%、Nb: 0.01~0.30%のうち1種または2種を含有させたものであり、第3、4発明は被削性を改善するために第1、2発明鋼にさらにS: 0.04~0.12%、Pb: 0.05~0.30%、Ca: 0.0005~0.01%のうち1種または2種以上を含有させたものである。

次に本発明の熱間鍛造用非調質鋼における成分組成限定理由について以下に説明する。

C: 0.10~0.30%

Cは強度を確保するために必要な元素であり、0.10%以上の含有が必要である。しかし、0.30%を超えて含有させると靱性が低下するので上限を0.30%とした。

Si: 0.05~0.50%

Siは製鋼時の脱酸材として添加されるものであり、0.05%以上含有させることが必要である。しかし0.50%を超えると靱性が低下するので上限を

、コスト高となるので上限を1.00%とした。

Cr: 0.30~1.50%

CrはMnと同様に組織をベイナイト化するのに必要な元素である。0.30%未満の含有では前記効果が不十分であるので下限を0.30%とした。しかし1.50%を超えて含有させるとM-Aの生成を促進し、降伏比および耐久比が低下するので上限を1.50%とした。

Mo: 0.05~0.50%

Moは組織をベイナイト化するとともに、ベイナイトラスを微細化させて靱性を向上させるために必要な元素である。0.05%未満の含有では前記効果が不十分なので下限を0.05%とした。しかし0.50%を超えて含有させてもその効果が飽和するとともにコスト高となる。また、Mn、Crと同様に過剰添加はM-A生成を促進し、降伏比および耐久比が低下するので上限を0.50%とした。

Al: 0.010~0.060%

Alは強力な脱酸効果を持つ元素であるが、0.010%未満の含有では脱酸効果が認められなくなるの

で下限を0.010%とした。しかし0.060%を越えて含有させると前記効果が飽和するとともに被削性を低下させるので上限を0.060%とした。

V:0.05~0.50%

VはC、Nと親和力が強く、鋼中において炭化物として析出し、初析フェライトが生成した場合にこれを析出強化させて強度を向上させるとともに、ベイナイトラスを微細化させて靱性を向上させる効果のある元素であるが、0.05%未満の含有ではその効果が不十分であるので下限を0.05%とした。しかし、0.50%を越えて含有させてもその効果が飽和するとともにコスト高となるため上限を0.50%とした。

N:0.008~0.020%

NはAl、Vと親和力が強く、鋼中においてAlN、VNとして析出し、ピン止め効果によりオーステナイト結晶粒を微細化させて靱性を向上させる効果があり、前記効果を得るためには少なくとも0.008%の含有が必要である。しかし0.020%を越えて含有させると逆に靱性を低下させるので、上限を

した。

$Mo(X)+V(X) \geq 0.20(X)$

Mo、Vの複合添加はCの拡散を遅滞させてベイナイトラスの成長を妨げるので、ベイナイトラスを特に微細にする効果がある。前記効果を得るためにはMo、Vの合計含有率を0.20%以上にする必要がある。

$1.8Mn(X)+Cr(X)+0.5Mo(X) \leq 20C(X)$

$1.8Mn(X)+Cr(X)+0.5Mo(X) \leq 20C(X)$ はベイナイトのミクロ組織中に存在するM-A量を1%以下にし、微細なセメントイトを析出させるための必要条件である。Mn、Cr、Moを過剰に添加し、 $1.8Mn(X)+Cr(X)+0.5Mo(X) > 20C(X)$ となるとセメントイトの析出量が減少し、これに代わってM-Aが多量に生成し、降伏比および耐久比を低下させるため、 $1.8Mn(X)+Cr(X)+0.5Mo(X) \leq 20C(X)$ とする必要がある。

$B_s \geq 550(^{\circ}C)$ ($B_s = 830-270C(X)-90Mn(X)-37Ni(X)-70Cr(X)-83Mo(X)$)

上式で示される B_s はベイナイト変態開始温度

0.020%とした。

Ti:0.01~0.20%、Nb:0.01~0.30%

TiおよびNbは鋼中において炭化物として析出し、ピン止め効果によりオーステナイト結晶粒を微細化する効果があり、AlやVの窒化物に比べその効果が大きい。従って靱性をさらに向上させるために有効な元素である。前記効果を得るためには少なくともTi、Nbともに0.01%以上の含有が必要である。しかしTiは0.20%、Nbは0.30%を越えて含有させても前記効果が飽和するとともにコスト高となるので上限をTiは0.20%、Nbは0.30%とした。

S:0.04~0.12%、Pb:0.05~0.30%、Ca:0.0005~0.01%

S、Pb、Caは被削性の改善に有効な元素であり、必要に応じて添加されるものである。前記効果を得るためにはそれぞれ0.04%、0.05%、0.0005%の含有が必要である。しかし多量に含有させてもその効果が飽和するとともに、靱性を低下させるので上限をそれぞれ0.12%、0.30%、0.01%と

を示し、 B_s が高いと変態歪は小さく、 B_s が低いと変態歪が大きくなる。変態歪は降伏比および耐久比を低下させるが、特に $B_s < 550(^{\circ}C)$ では変態歪が急増し、降伏比、耐久比を著しく低下させるため $B_s \geq 550(^{\circ}C)$ とする必要がある。

(実施例)

以下に本発明の特徴を比較鋼および従来鋼と比較し、実施例をもって明らかにする。

第1表は実施例に用いた供試材の化学成分を示すものである。

(以下余白)

第1表

区 分	鋼 種 号	化 学 成 分														(重量%)		式(1)	B ₂ (℃)
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	V	M	Ti	Nb	S	Pb	Ca	Mo+V			
第1発明鋼	1	0.13	0.29	0.96	0.91	0.36	0.08	0.026	0.36	0.0138						0.44	○	643	
	2	0.19	0.24	1.32	0.46	0.57	0.14	0.017	0.17	0.0111						0.31	○	591	
	3	0.23	0.27	1.46	0.72	0.53	0.20	0.019	0.09	0.0157						0.29	○	556	
	4	0.28	0.19	1.68	0.14	0.60	0.07	0.018	0.20	0.0105						0.27	○	550	
第2発明鋼	5	0.27	0.47	0.82	0.25	1.35	0.12	0.029	0.15	0.0142	0.064					0.27	○	570	
	6	0.14	0.08	1.20	0.58	0.39	0.36	0.023	0.17	0.0176		0.03				0.53	○	606	
	7	0.22	0.18	1.29	0.83	0.58	0.16	0.026	0.09	0.0139	0.025	0.22				0.25	○	570	
第3発明鋼	8	0.16	0.13	1.45	0.11	0.30	0.17	0.030	0.14	0.0140			0.062			0.31	○	618	
	9	0.11	0.27	0.93	0.33	0.39	0.25	0.019	0.27	0.0101				0.15		0.52	○	656	
	10	0.22	0.18	1.44	0.49	0.73	0.06	0.021	0.20	0.0138					0.009	0.26	○	567	
	11	0.26	0.31	0.83	0.67	0.59	0.25	0.017	0.06	0.0145			0.108	0.18		0.31	○	598	
	12	0.14	0.23	1.20	0.89	0.38	0.27	0.029	0.17	0.0122			0.079	0.11	0.002	0.44	○	602	
第4発明鋼	13	0.25	0.09	1.83	0.13	0.31	0.12	0.036	0.09	0.0164	0.038		0.046			0.21	○	561	
	14	0.12	0.44	0.89	0.40	0.38	0.23	0.043	0.43	0.0089		0.09		0.23		0.66	○	657	
	15	0.22	0.20	1.33	0.27	0.79	0.25	0.023	0.09	0.0126	0.012	0.03		0.16		0.34	○	565	
	16	0.20	0.06	1.41	0.29	0.53	0.20	0.026	0.15	0.0151		0.13	0.061		0.001	0.35	○	585	
	17	0.17	0.37	0.92	0.64	0.96	0.47	0.011	0.07	0.0187	0.044	0.05	0.043	0.06		0.54	○	571	
	18	0.19	0.13	1.66	0.31	0.35	0.16	0.027	0.17	0.0101	0.017	0.08	0.090	0.07	0.005	0.33	○	580	
	19	0.35	0.14	1.47	0.13	0.44	0.21	0.025	0.06	0.0125						0.27	○	550	
比較鋼	20	0.20	0.26	2.13	0.58	0.75	0.09	0.033	0.13	0.0094						0.22	×	503	
	21	0.13	0.19	1.20	0.37	1.59	0.27	0.013	0.10	0.0102						0.37	×	540	
	22	0.18	0.20	1.83	0.12	0.36	0.03	0.036	0.06	0.0164						0.09	×	585	
	23	0.17	0.41	1.46		0.37	0.14	0.021	0.01	0.0133						0.15	○	615	
	24	0.13	0.15	1.82	0.40	0.80	0.23	0.034	0.09	0.0139						0.32	×	541	
	25	0.27	0.17	1.61	0.26	1.11	0.36	0.028	0.13	0.0100						0.49	○	495	
従来鋼	26	0.29	0.26	1.25		0.28	0.01	0.033	0.12	0.0138						0.13	○	619	
	27	0.44	0.23	0.76		0.12	0.01	0.028		0.0083						0.01	○	634	

(式(1)) 1.8%Ni+Cr(C)+0.5%Ni ≤20°C, ○…満足する, ×…満足しない)

第1表において1～18鋼は本発明鋼であり、1～4鋼は第1発明鋼、5～7鋼は第2発明鋼、8～12鋼は第3発明鋼、13～18鋼は第4発明鋼である。また、19～25鋼は比較鋼であり、26鋼はフェライト・パーライト型の従来の非調質鋼、27鋼は従来鋼であるS45Cである。

第1表に示した供試材のうち1～26鋼については、熱間圧延にて製造した直径60mmの丸棒を1250℃にて加熱後、1150℃にて直径30mmの丸棒に鍛造し、室温まで自然空冷し試験材とした。また、S45Cである27鋼については、熱間圧延にて製造した直径30mmの丸棒を880℃にて加熱後、油浴中にて焼入を行い、続いて580℃にて焼もどしを行い試験材とした。

各供試材の試験材を用いて、ミクロ組織、ベイナイトラス寸法、M-A量、0.2%耐力、引張強さ、降伏比、耐久比、衝撃値、被削性について後述する方法にて測定した。

ベイナイトラス寸法は長手方向の寸法を光学顕微鏡にて倍率1000倍で100視野の測定を行い、そ

の平均値をもって測定値とした。

M-A量は倍率5000倍の走査型電子顕微鏡により各試料100視野をポイントカウンティング法で測定し、その平均値をもって測定値とした。

引張試験の結果はJIS4号引張試験片を作製し、引張速度1mm/secで測定したものであり、衝撃値はJIS3号Uノッチシャルビー試験片を作製し、測定したものである。

耐久比は小野式回転曲げ疲労試験により10⁷回転での耐久限を求め、引張強度との比率をとったものである。

被削性はドリル穿孔試験により評価した。なお、試験はドリルは5mmφのストレートシャンク、ドリルの材質はSKH9、ドリル回転数は1710r.p.m.、切削油なし、荷重75kgの条件で行った。測定した結果は、従来鋼である27鋼の穿孔距離を100とし、それぞれの穿孔距離を整数比で整理した。

各供試材の性能評価結果を第2表に示す。

第2表

区 分	鋼 番 号	ミクロ組織	ベイナイト 寸法 (μm)	M-A量 (%)	0.2%耐力 (kgf/mm^2)	引張強さ (kgf/mm^2)	降伏比	耐久比	衝撃値 (kgfm/cm^2)	被削性
第1発明鋼	1	フェライト+ベイナイト	7	0	54.4	76.6	0.71	0.52	24.3	121
	2	ベイナイト	10	0	58.3	77.7	0.75	0.54	24.0	115
	3	"	9	0.5	59.7	80.7	0.74	0.53	24.2	112
	4	フェライト+ベイナイト	12	1.0	65.2	90.6	0.72	0.52	22.0	100
第2発明鋼	5	"	11	0	62.1	80.6	0.77	0.54	26.1	108
	6	ベイナイト	7	0.5	58.8	76.4	0.77	0.54	26.7	116
	7	"	9	0.5	59.9	75.8	0.79	0.56	28.5	111
第3発明鋼	8	フェライト+ベイナイト	11	0	57.1	77.2	0.74	0.53	23.6	154
	9	"	8	0	54.9	75.2	0.73	0.52	23.9	160
	10	"	10	0.5	58.5	81.3	0.72	0.51	24.0	149
	11	"	8	0	60.6	79.7	0.76	0.53	22.8	183
	12	ベイナイト	7	0	57.7	76.9	0.75	0.54	22.1	207
第4発明鋼	13	"	11	1.0	60.9	81.2	0.75	0.52	25.4	148
	14	"	7	0	58.7	76.2	0.77	0.54	27.1	162
	15	"	9	0.5	61.9	79.3	0.78	0.54	25.8	155
	16	"	9	0	58.1	76.4	0.76	0.53	25.5	181
	17	"	7	0	60.8	76.0	0.80	0.56	25.3	177
	18	"	10	0.5	60.9	79.1	0.77	0.54	26.6	202
比較鋼	19	フェライト+ベイナイト	11	0	67.5	93.8	0.72	0.41	3.8	94
	20	ベイナイト	8	12.0	61.1	97.0	0.63	0.44	18.7	80
	21	フェライト+ベイナイト	8	11.0	57.3	88.2	0.65	0.45	21.2	103
	22	フェライト+ベイナイト	41	11.0	45.2	69.6	0.65	0.47	16.5	115
	23	フェライト+ベイナイト	39	0.5	51.4	73.4	0.70	0.48	9.1	129
	24	ベイナイト	8	13.0	56.9	86.2	0.66	0.45	22.2	111
	25	"	8	1.0	63.4	96.1	0.66	0.45	17.9	86
従来鋼	26	フェライト+パーライト	—	0	55.9	81.0	0.69	0.47	8.0	104
	27	不完全焼入焼もどし組織	—	0	53.9	79.3	0.68	0.48	14.5	100

第2表から明かなように比較鋼、従来鋼である19～27鋼を本発明鋼と比較すると、19鋼はC含有率が高いため衝撃値、被削性がともに劣るものであり、20、21鋼はMnあるいはCr含有率が高いため焼入性が向上し過ぎるとともに、式(1)(第2表参照)および $B_s \geq 550(^\circ\text{C})$ を満足しないためM-A量が非常に多く、降伏比および耐久比が劣るとともに、20鋼については、必要な耐力、疲労強度を確保するために、他の供試鋼より引張強度を高めにした結果、被削性が劣るものであり、22鋼はMoの含有率が低いため、ベイナイト化が不十分となり一部パーライトが生成したため強度が劣るとともに、式(1)を満足しないためM-A生成量が多く、ベイナイトラス寸法が大きいために降伏比、耐久比、衝撃値がともに劣るものであり、23鋼はVの含有率が低いため、ベイナイトラス寸法が大きくなり、衝撃値が劣るものであり、24、25鋼は化学成分は本発明鋼の範囲に入っているが、24鋼は式(1)および $B_s \geq 550(^\circ\text{C})$ を、25鋼は $B_s \geq 550(^\circ\text{C})$ を満足しないために降伏比、耐久比

が劣るものである。また、従来のフェライト・パーライト型非調質鋼である26鋼は降伏比、耐久比および衝撃値が低く、S45Cである27鋼は焼入焼もどしを行っても不完全焼入組織となり、降伏比、耐久比、衝撃値がともに劣るものである。

これに対して本発明鋼である1～18鋼は、Mo、VおよびNiを複合添加したこと、C量と合金元素量の関係を適切な範囲内に規制した(式(1))こと、および $B_s \geq 550(^\circ\text{C})$ としたことにより、ベイナイトラス寸法が微細化されM-A量も1%以下と少なく抑えられた結果、0.2%耐力 $54\text{kgf}/\text{mm}^2$ 以上、引張強さ $75\text{kgf}/\text{mm}^2$ 以上、降伏比0.71以上、耐久比0.51以上、衝撃値 $22\text{kgfm}/\text{cm}^2$ 以上という調質炭素鋼以上の優れた性能を示すものである。

また、被削性についても被削性元素を添加した第3及び第4発明鋼である8～18鋼は第1、第2発明鋼に比べて強度、靱性、疲労強度などの性能を損なうことなく、第1、第2発明鋼、比較鋼、従来鋼に比べ優れた被削性を示すことが確認できた。

第3表

区 分	鋼 番 号	引張強さ (kgf/mm ²)	0.2%耐力 (kgf/mm ²)	降伏比	衝撃値 (kgf-m/cm ²)
第1発明鋼	3	81.4	59.9	0.74	24.5
		80.7	59.7	0.74	24.2
		80.8	59.7	0.74	24.1
第2発明鋼	6	76.8	59.0	0.77	26.9
		76.4	58.8	0.77	26.7
		76.5	58.9	0.77	26.6
第3発明鋼	9	75.5	55.1	0.73	23.0
		75.2	54.9	0.73	23.9
		75.3	54.9	0.73	23.0
第4発明鋼	13	81.4	60.9	0.75	25.8
		81.2	60.9	0.75	25.4
		81.6	61.0	0.75	25.6
従来鋼	26	76.0	50.6	0.67	12.4
		81.0	55.9	0.69	8.0
		84.8	59.4	0.70	1.9

上段 1150℃加熱 1050℃鍛造
 中段 1250℃加熱 1150℃鍛造
 下段 1350℃加熱 1250℃鍛造

次に、鍛造条件の変化による本発明鋼の性能への影響について、別の実施例により明らかにする。

第1表に示す鋼のうち、本発明鋼の3、6、9、13鋼と従来の非調質鋼である26鋼を各種条件にて鍛造し、引張強さ、0.2%耐力、降伏比および衝撃値を評価した。第3表は鍛造加熱温度と引張強さ、0.2%耐力、降伏比および衝撃値の関係を示したものである。試験データは前記3、6、9、13、26鋼の直径60mmの丸棒を1350℃、1250℃および1150℃に加熱し、各々1250℃、1150℃および1050℃にて直径30mmの丸棒に鍛造後室温まで自然空冷したものを供試材として、その中心部よりJIS4号引張試験片およびJIS3号Uノッチシャルビー試験片を採取し、試験を実施して得られたものである。

(以下余白)

第3表から明らかなように、従来のフェライト・パーライト型の非調質鋼である26鋼は、加熱温度の上昇に伴い、引張強さ、0.2%耐力が増加し、衝撃値が著しく低下するのに対し、ベイナイト組織を有する本発明鋼3、6、9、13鋼は、加熱温度、加工温度によって性能が殆ど変化せず、全ての条件において優れた特性を得られることがわかる。

また第4表は鍛造後の冷却速度と引張強さ、0.2%耐力、降伏比および衝撃値の関係を示したものである。なお鍛造後の冷却速度は鍛造後の丸棒サイズをφ30、φ60、φ100と変化させることにより振り分けてある。すなわちφ30は比較的早い冷却速度(800~650℃の平均冷却速度40℃/min.)、φ100は遅い冷却速度(800~650℃の平均冷却速度10℃/min.)に対応し、φ60は中間の冷却速度に対応している。上記の鋼3、6、9、13および26鋼の直径200mm、120mm、60mmの各サイズの丸棒を1250℃に加熱し、各々直径100mm、60mm、30mmの丸棒に鍛造後室温まで自然空冷したものを供試

材として、その中心部よりJIS4号引張試験片、およびJIS3号Uノッチシャルビー試験片を採取し試験を実施した。

(以下余白)

第4表

区 分	鋼 番 号	引張強さ (kgf/mm ²)	0.2%耐力 (kgf/mm ²)	降伏比	衝撃値 (kgf-m/cm ²)
第1発明鋼	3	80.7	59.7	0.74	24.2
		80.5	59.7	0.74	24.0
		80.4	59.6	0.74	24.0
第2発明鋼	6	76.4	58.8	0.77	26.7
		76.2	58.8	0.77	26.4
		76.0	58.7	0.77	26.2
第3発明鋼	9	75.2	54.9	0.73	23.9
		75.1	55.0	0.73	23.6
		75.1	54.9	0.73	23.4
第4発明鋼	13	81.2	60.9	0.75	25.4
		81.0	60.9	0.75	25.4
		81.0	60.8	0.75	25.5
従来鋼	26	81.0	55.9	0.69	8.0
		78.5	54.1	0.69	5.1
		73.0	49.4	0.68	2.1
	27	69.9	47.8	0.68	12.7

鍛造後試験片直径
 上段 φ30
 中段 φ60
 下段 φ100
 27鋼はφ100のみ

第4表から明らかなように、本発明鋼の3、6、9、13鋼は、冷却速度（鍛伸丸棒サイズ）が変化しても引張強さ、0.2%耐力および衝撃値は殆ど変化せず、安定した性能が得られるのに対し、フェライト・パーライト型の従来非調質鋼である26鋼は、冷却速度が遅くなるにつれて0.2%耐力、引張強さおよび衝撃値が徐々に低下することがわかる。さらに参考として第4表には従来鋼である27鋼のφ100丸棒を880℃にて加熱後油焼入し、580℃にて焼もどしを行った場合のデータを示している。この結果から明らかなように、S45C鋼質材において寸法がφ100と大きい場合には、十分に焼きが入らず、強度が極端に低くなっている。これに対し本発明鋼はいずれも今回試験したあらゆる鍛造条件において優れた機械的特性を示している。

（発明の効果）

本発明の熱間鍛造用非調質鋼は従来フェライト・パーライト型非調質鋼が有していた靱性が劣ることおよび鍛造時の条件を厳しく管理しないと

優れた性能が得られないという問題点を解決し、広い範囲の鍛造条件にて従来非調質鋼に比べ優れた強度、靱性、疲労強度が得られるものである。従って、本発明鋼は自動車の足廻り部品や建設機械の油圧部品の非調質化を達成し、省エネルギーの社会的要請への対応を可能にするものであり、産業上寄与するところは極めて大きい。

特許出願人

愛知製鋼株式会社

代表者 天野 益夫

